第 40 卷 第 4 期
2023 年 8 月

应 用 力 学 学 报
Chinese Journal of Applied Mechanics

Vol. 40 No. 4
Aug. 2023

文章编号:1000-4939(2023)04-0797-08

短纤维填充橡胶复合材料抗撕裂性能数值研究

林晓珊[1],杨晓翔[2,3],高剑虹[3]

(1. 福州大学石油化工学院,350108 福州;2. 福州大学机械工程及自动化学院,350108 福州;
3. 泉州师范学院化工与材料学院,362000 泉州)

摘 要:基于断裂力学理论,应用有限元法分析带有初始边缘直裂纹的二维橡胶板在单轴拉伸下的撕裂特性。采用随机顺序吸附(random sequential adsorption,RSA)算法在 ABAQUS 软件中生成短纤维随机分布的模型,研究网格尺寸和积分路径对 J 积分的影响;计算复合材料在不同拉伸载荷下的 J 积分值;分析了 J 积分(扩展方向平行于初始裂纹方向)随短纤维含量、短纤维长度、短纤维直径和短纤维取向角的变化关系。研究结果表明:网格尺寸和积分路径对 J 积分有一定的影响;J 积分随拉伸载荷的增大而增大;在同一初始边缘直裂纹(a_0 = 6.25 mm)下,短纤维填充橡胶复合材料抗撕裂性能随短纤维含量、长度和直径的增大而提高,随短纤维取向角的增大而降低;短纤维在小角度范围内随机取向的抗撕裂性优于大角度范围内随机取向。

关键词:短纤维;橡胶;J 积分;复合材料;裂纹

中图分类号:TB332 **文献标志码**:A **DOI**:10.11776/j.issn.1000-4939.2023.04.008

Numerical study on tear resistance of short fiber filled rubber composites

LIN Xiaoshan[1],YANG Xiaoxiang[2,3],GAO Jianhong[3]

(1. School of Chemical Engineering,Fuzhou University,350108 Fuzhou,China;
2. School of Mechanical Engineering and Automation,Fuzhou University,350108 Fuzhou,China;
3. School of Chemical Engineering and Materia,Quanzhou Normal University,362000 Quanzhou,China)

Abstract:Based on fracture mechanics theory,FEM was used to analyze the tearing characteristics of two-dimensional rubber sheet with initial straight edge crack under uniaxial tension. The random sequence adsorption (RSA) algorithm was used to generate the random distribution model in ABAQUS. The influence of mesh size and integral path on J integral was studied,and the J integral in different spreading directions was calculated. The relation of J integral (the propagation direction is parallel to the initial crack direction) with short fiber content,length,diameter and fiber orientation angle was analyzed. The results show that the mesh size and the integral path have an influence on the J integral. The J integral increases as the

收稿日期:2022-01-24 **修回日期**:2022-03-31
基金项目:国家自然科学基金资助项目(No. 11972005)
通信作者:杨晓翔,教授。E-mail:yangxx@fzu.edu.cn
引用格式:林晓珊,杨晓翔,高剑虹. 短纤维填充橡胶复合材料抗撕裂性能数值研究[J]. 应用力学学报,2023,40(4):797-804.
LIN Xiaoshan,YANG Xiaoxiang,GAO Jianhong. Numerical study on tear resistance of short fiber filled rubber composites[J]. Chinese journal of applied mechanics,2023,40(4):797-804.

tensile load increases. Under the same initial straight edge crack (a_0 = 6.25 mm), the tear resistance of short fiber reinforced rubber composite increased with the increase of short fiber content, length and diameter, but decreased with the increase of short fiber orientation angle. The tearing resistance of short fibers with random orientation in small angle range is better than that in large angle range.

Key words: short fiber; rubber; J integral; composite materials; crack

短纤维-橡胶复合材料(short fiber rubber composite,SFRC)是一种性能优异、应用广泛的高分子材料。短纤维特殊的形状系数使其复合材料具备良好的抗撕裂性。然而,短纤维复合材料的使用仍然受到限制,限制应用的主要原因之一是难以可靠地预测其机械性能,尤其是撕裂特性。文献[1]采用虚拟裂纹闭合技术(VCCT)结合有限单元法(FEM)计算了短纤维橡胶复合材料单胞代表性体积单元(RVE)模型纤维端部不同方向裂纹的应变能释放率。文献[2]建立了短纤维增强橡胶复合材料在横向静力和疲劳拉伸载荷作用下的界面损伤计算模型,结合内聚力模型和应力疲劳损伤模型,模拟损伤的产生和扩展。文献[3]实现了随机短云杉纤维增强聚丙烯复合材料断裂行为的数值模拟,并与数字图像相关法(DIC)实验结果进行对比。文献[4]采用有限元分析法研究 SiC 纤维长径比和体积分数对金属基复合材料力学性能的作用。文献[5]利用有限元数值模拟方法计算了短纤维复合材料的断裂韧性。文献[6]分析了纤维含量对短玻璃纤维复合材料断裂行为的影响。文献[7]制备了不同直径、相同长径比的 SFRC 并通过实验方法比较了其断裂强度、断裂形变等力学性能。文献[8-9]应用 ABAQUS 软件对橡胶类双材料界面裂纹扩展进行非线性有限元分析,发现界面裂纹扩展方向与两种材料常数的比率有关。文献[10]发现 ZrB_2-SiC-C_{sf}复合材料在断裂过程中表现出纤维拔出、纤维桥联和裂纹偏转的增韧机制。文献[11]通过电镜发现聚酰亚胺短纤维在树脂中的无序分布以及其对上下层间的桥联作用是复合材料增韧的主要原因。文献[12]通过试验结合 SEM 手段验证了纤维的脱黏和拔出对无纺布增强碳纤维层合板分层裂纹起到了阻碍作用,从而提升层间断裂韧性。

由上述研究现状可以看出,关于短纤维复合材料的断裂性能已有较多的研究,而对短纤维-橡胶复合材料破坏的研究相对较少,且多采用传统的实验方法或将其视为各向同性的均质材料进行断裂仿真,考虑复合材料非均质特性的断裂数值研究几乎没有。而短纤维的细观结构对橡胶复合材料裂纹扩展行为具有重要作用。因此,本研究基于细观力学数值方法,以 ABAQUS 软件为平台结合 PYTHON 语言建立二维随机短纤维橡胶复合材料的非均质模型,计算橡胶复合材料在不同拉伸载荷下的 J 积分值,讨论网格尺寸和积分路径对 J 积分计算的影响,研究复合材料抗撕裂性随短纤维含量(V_f)、长度(l_f)、直径(d)变化关系,计算短纤维取向角在服从数学均值为 μ,方差为 σ^2 的高斯分布下的 J 积分值用以讨论取向角(α)对橡胶复合材料抗撕裂性的影响,分析了短纤维在某一角度范围内随机取向的 J 积分值随角度范围的变化情况。

1 理论依据

基于能量概念的断裂力学理论已被证明是分析弹性体断裂的有效方法。RIVLIN 和 THOMAS 扩展了 Griffith 理论,成功将应变能释放率 G 应用于橡胶材料的撕裂问题。后来,RICE 引入了 J 积分判据作为断裂准则,以克服计算非线性弹性或弹塑性体中近端应力场的困难。从能量的角度来解释,J 积分为裂纹扩展单位面积时,系统所释放的能量。考虑一个含有贯穿裂纹的平面问题,裂纹表面无外力作用,围绕裂纹尖端取一逆时针路径 Γ,沿该路径 Γ 作下式积分便可求得 J 积分值。

$$J = \int_{\Gamma}\left(w\mathrm{d}y - \boldsymbol{T}\frac{\partial \boldsymbol{u}}{\partial x}\mathrm{d}s\right) \tag{1}$$

其中:w 为应变能密度;Γ 为积分路径;ds 为弧长;$\boldsymbol{T}$ 为张力矢量;$\boldsymbol{u}$ 为位移矢量。

在 ABAQUS 中采用域积分方法来评估围线积分。已有学者证明 J 积分判据可以用于橡胶材料的失效分析[13]。考虑如图 1 所示的逆时针路径 Γ(回路始于裂纹下表面终于上表面),对于橡胶材料的二维问题,J 积分可表示为

$$J = \int_{\Gamma} w n_x \mathrm{d}s - \int_{\Gamma}\left[(\sigma_x n_x + \tau_{xy} n_y)\frac{\partial \boldsymbol{u}}{\partial x} + (\tau_{xy} n_x + \sigma_y n_y)\frac{\partial v}{\partial x}\right]\mathrm{d}s \tag{2}$$

由于裂纹前缘的应力场存在奇异点，常规有限元网格在求解裂纹尖端处 J 积分时难以实现。为克服常规单元在求解裂尖上的弊端，BARSOUM 和 HENSHELL 提出在二维分析中可以通过退化单元得到网格奇点。如图 2 中的 $B1 \sim B5$ 所示，将边中节点移至靠近裂尖的 1/4 边长处，即可构造出 $r^{-1/2}$ 的应力奇异点。在本研究的数值分析中，裂纹前缘采用 1/4 节点退化奇异单元进行处理，用 1/4 节点代替裂尖节点，以实现该点处的应力奇异。

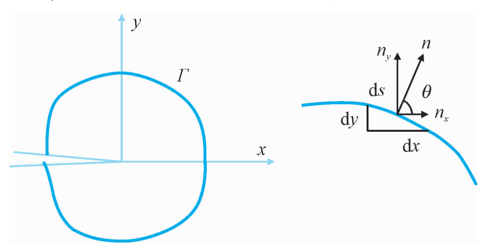


图 1　围绕裂纹尖端的积分路径

Fig. 1　Integral path around crack tip

图 2　1/4 奇异单元

Fig. 2　1/4 singular element

2　有限元模型

采用随机顺序吸附（RSA）算法，利用脚本语言在 ABAQUS 中生成 SFRC 模型。建模采用的假设：①短纤维用弹性梁单元模拟；②短纤维之间不存在交叉；③纤维与基体界面完美，短纤维均嵌入均匀的基体中；④短纤维在基体中的长度统一。几何模型 $L = 50$ mm，$W = 25$ mm，初始裂纹长度 $a_0 = 6.25$ mm，方向平行于 x 轴。含有随机短纤维分布（$V_f = 1.0\%$，$l_f = 1.5$ mm，$d = 0.012$ mm）的有限元模型如图 3 所示。

本研究采用三阶的 Ogden 本构模型来描述基体材料，应变能密度函数由 3 个主拉伸比 λ 表示，即

$$W = \sum_{i=1}^{3} \frac{2\mu_i}{\alpha_i^2}\left(\lambda_1^{\alpha_i} + \lambda_2^{\alpha_i} + \lambda_3^{\alpha_i} - 3\right) \tag{3}$$

其中，橡胶基体材料参数：$\mu_1 = -8.116$ MPa，$\alpha_1 = 1.975$，$\mu_2 = 5.725$ MPa，$\alpha_2 = 2.388$，$\mu_3 = 5.467$ MPa，$\alpha_3 = -4.495$[14]；短纤维材料参数：$E = 75\,000$ MPa，$\mu = 0.3$。采用嵌入单元（embedded element）模拟短纤维和橡胶基体之间的接触，该方法使短纤维和橡胶基体的网格彼此独立，网格形状规则，在一定程度上延缓了数值计算不收敛的发生。在试样一端施加 x 和 y 方向约束，另一端施加沿 y 向的位移载荷用以模拟单轴拉伸情况。假设裂纹尖端前缘为半径 $r = 0.28$ mm 的圆。

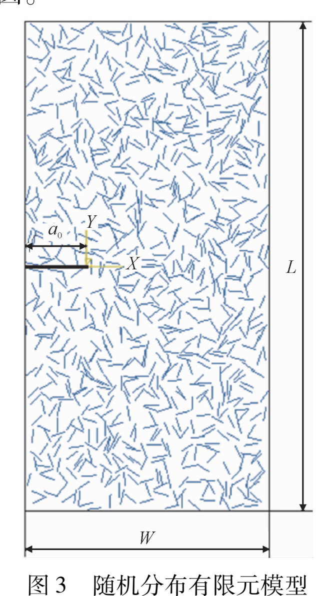


图 3　随机分布有限元模型

Fig. 3　Random finite element model

3　结果与讨论

3.1　网格尺寸对 J 积分的影响

网格精度对有限元的迭代会产生一定的影响，这不可避免地会造成误差，特别是裂纹尖端处，因此有必要对单元网格尺寸进行研究，以使其对计算结果的影响最小。经计算得出，当裂纹前缘区域以外的网格尺寸小于 0.15 mm 时，J 积分值趋于稳定，本研究取 0.10 mm。通过在 $r = 0.28$ mm 裂纹前缘区域设置不同的路径数目 10、15、20、25、30、35、40、45 和 50 来分析裂纹前缘网格尺寸对 J 积分值的影响，结果如图 4 所示。在裂纹尖端前缘区域以外的网格尺寸为 0.1 mm 的情况下，裂纹尖端前缘区域网格尺寸的改变对 J 积分有一定的影响，随路径数目的增加，即裂尖前缘区域网格尺寸减小，J 积分值增大，当路径数目大于 25 时，J 积分值趋于稳定。后续研究中均采用统一的网格划分方式（裂纹尖端前缘路径数目为 35，其余网格尺寸为 0.10 mm）以确保计算结果的准确性。如 $V_f = 1.0\%$，$l_f = 1.5$ mm，$d = 0.012$ mm

模型的网格总数为139 421，其中橡胶基体网格总数为130 871（裂尖前缘网格数目4 900），纤维网格数8 550（单根纤维网格数为10），橡胶基体采用平面应力连续单元（CPS4R），纤维采用线性混合梁单元（BH21H）。

3.2　积分路径对 *J* 积分的影响

通过裂纹尖端前缘区域网格的细化处理构造的35种积分路径可用于断裂参量 *J* 积分的计算，计算可得 *J* 积分与积分路径的关系曲线如图5所示。随着积分路径位置与裂尖距离的增大，*J* 积分值趋于一个近似不变值。此结论与文献[13]的结论一致。起初数据的不稳定是由于裂尖处应力奇异性的存在导致。为减小误差，应当丢弃与此不变值相差悬殊的围线积分值。因此，本研究后续数据处理均采用积分路径11～35（$x=0.08\sim0.28$ mm）的 *J* 积分平均值作为最终计算结果，用于后续分析不同细观变量对短纤维填充橡胶复合材料抗撕裂性的影响。

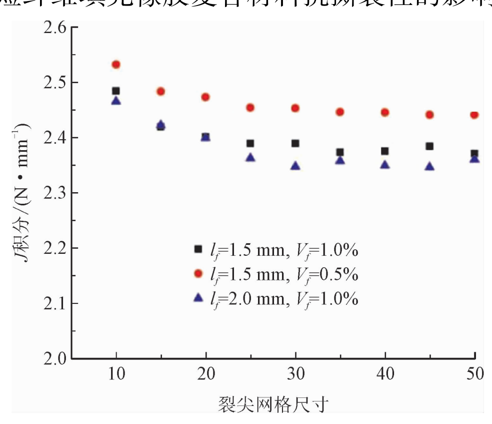


图4　网格尺寸对 *J* 积分的影响

Fig. 4　Mesh size vs. *J* integral

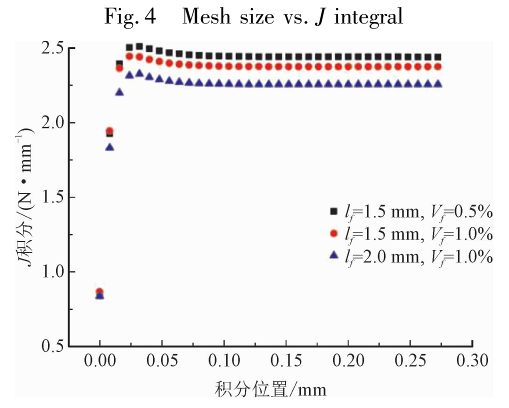


图5　积分路径对 *J* 积分的影响

Fig. 5　Path vs. *J* integral

3.3　*J* 积分与拉伸载荷的变化关系

短纤维随机分布模型（$V_f=0.5\%$，$l_f=1.0$ mm，$d=0.012$ mm）在拉伸应变 ε 为10%、15%、20%、30%、40%和50%的条件下进行计算，得到初始边缘直裂纹沿不同扩展方向的 *J* 积分。图6为扩展方向 θ 示意图。不同拉伸载荷作用下的 *J*-θ 曲线如图7所示，曲线为开口向下的抛物线，最大 *J* 积分值位于 $\theta=0°$ 位置处。随着拉伸应变 ε 的增加，抛物线趋势越明显，*J* 积分值逐渐增大。最大 *J* 积分值位于 $\theta=0°$ 位置处，也就是初始边缘直裂纹在起初的扩展方向可能沿着初始裂纹方向。

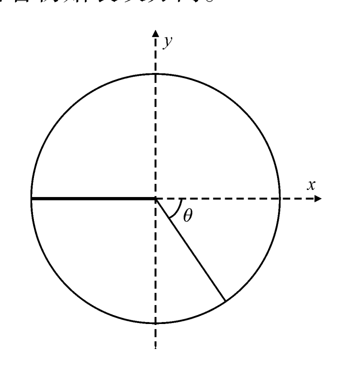


图6　裂纹扩展方向 θ 示意图

Fig. 6　Crack propagation angle θ

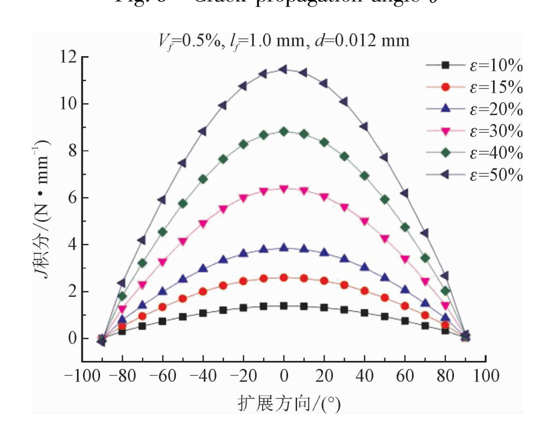


图7　不同拉伸载荷下的 *J*-θ 曲线

Fig. 7　Tensile load vs. *J*-θ curve

3.4　*J* 积分与短纤维体积含量、长度、直径的关系

为研究短纤维体积含量、长度和直径对橡胶复合材料抗撕裂性的影响规律。本研究分别计算了短纤维体积含量 $V_f=0, 0.005, 0.010, 0.015, 0.020$，短纤维长度 $l_f=1.0$ mm，1.5 mm，2.0 mm，3.0 mm，短纤维直径 $d=0.012$ mm，0.016 mm，0.020 mm，0.026 mm，0.030 mm，0.036 mm 时橡胶复合材料沿着扩展方向 $\theta=0°$ 的 *J* 积分。当短纤维长度 $l_f=1.5$ mm，短纤维直径 d 对 *J* 积分的影响如图8(a)所示，可以看出随着短纤维直径的增加，*J* 积分值减小，即橡胶复合材料的抗撕裂性得到提高。图8(b)

显示了 $d=0.012$ mm，沿初始裂纹方向扩展的 J 积分值随着短纤维体积含量 V_f 和短纤维长度 lf 的变化，可以看出短纤维的加入使 J 积分值明显降低，即短纤维可以提高橡胶复合材料的抗撕裂性。随着短纤维体积含量的增大或短纤维长度的增加，J 积分值逐渐减小，橡胶复合材料的抗撕裂性逐渐增大。

短纤维的加入可以提高橡胶复合材料的抗撕裂性是因为短纤维分子中的苯环较大，其刚性和 模量较大，加之直径较小、比表面积较大，在橡胶发生撕裂时，可阻止裂纹扩展，纤维从橡胶基体中拔出时消耗大量的能量，因此表现出较高的撕裂强度。在 SFRC 复合材料中，裂纹的扩展因短纤维的阻碍而改变扩展方向，而随短纤维含量的增加，裂纹频繁改变扩展方向，导致扩展路径变长，曲折度增大，整体试样拉断时所需要消耗的功比裂纹扩展取直线路径时要大，因此抗撕裂性得以提高。随着短纤维长度和直径的增大，短纤维与橡胶基体相互作用的表面积越大，纤维在裂纹扩展过程中对橡胶基体束缚作用越强，在橡胶发生撕裂时，可有效抑制裂纹的扩展，因此表现出较高的抗撕裂性。

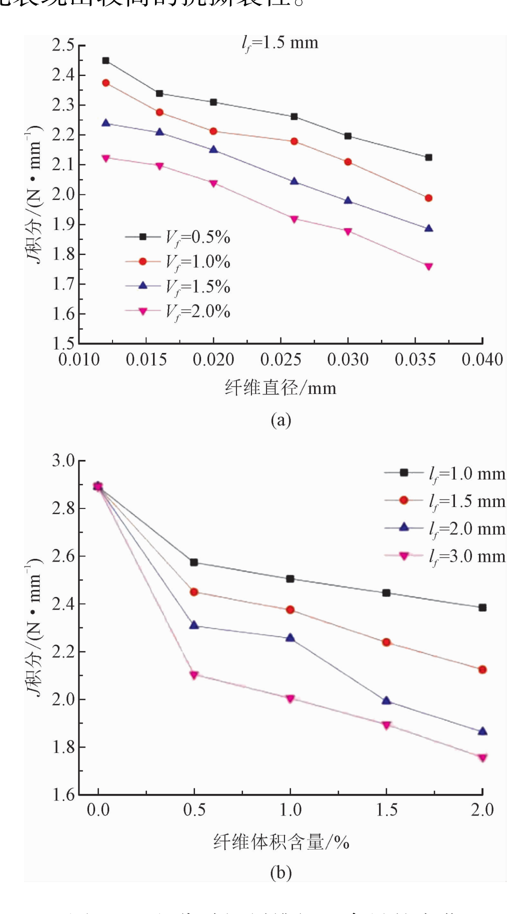


图 8　J 积分随短纤维细观参量的变化

Fig. 8　Microparameters of short fibre vs. J integral

3.5　J 积分与短纤维取向角的变化关系

在 SFRC 混炼过程中，橡胶的黏性流动和炼胶机辊筒的剪切拉伸强度效应，容易使得刚性短纤维趋于定向排布。已有研究表明，短纤维取向后的胶料平行于纤维取向方向的机械性能远远高于垂直于纤维取向方向的，其复合材料具有各向异性。张立群等[15]通过实验法研究了 SFRC 的撕裂强度与短纤维用量关系，证明了短纤维取向的各向异性导致 L 向和 T 向撕裂机理的不同。

本研究采用两种不同的取向角分布来研究短纤维取向角 α 对橡胶复合材料抗撕裂性的作用规律。①取向角 α 在某一角度范围内随机分布；②取向角 α 服从高斯分布(μ,σ^2)，短纤维取向的高斯分布函数可表示为[16]

$$\rho(\theta)=\frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}}\exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\alpha-\mu}{\sigma}\right)^2\right] \tag{4}$$

式中：μ 为短纤维取向角的均值；σ^2 为短纤维取向角分布的方差，本研究取 $\sigma^2=50$。通过调整 μ 值实现取向角的变化，使短纤维趋于定向分布。$V_f=0.5\%$，$l_f=1.0$ mm，$d=0.012$ mm 两种纤维取向角分布的模型如图 9 所示，取向角 α 指短纤维与 y 轴负向的夹角。

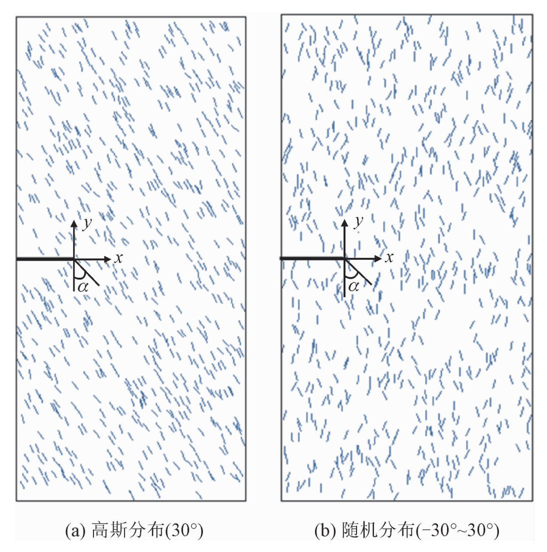


图 9　短纤维定向分布有限元模型

Fig. 9　Aligned fiber model

短纤维取向角 α 服从高斯分布的 J 积分值随取向角的变化如图 10 所示。当取向角均值从 −90°变化至 90°时，J 积分值呈先减后增的趋势，最小值位于 0°位置。当 $\mu=0°$、$\sigma^2=50$，由高斯分布的性质知，$P\{|X-\mu|<\sigma\}=P\{|\alpha|<7\}=0.68$，即取向角

α 有 68% 的机会落在($-7°$,$7°$)范围内。而短纤维取向角越接近横向纤维($\alpha=0°$)的取向,复合材料抗撕裂性越好。这是由于当裂纹扩展遇到纵向纤维($\alpha=90°$)时,扩展方向沿短纤维的取向进行,绕行距离短,消耗能量较小,抗撕裂性较弱。而横向纤维会阻碍裂纹的扩展,使扩展路径曲折度增加,绕行距离变长,消耗更多的能量,从而提高材料抗撕裂性。

短纤维取向角在 $-10°\sim10°$、$-30°\sim30°$、$-50°\sim50°$、$-70°\sim70°$和 $-90°\sim90°$这 5 个范围内随机分布的 J 积分值如图 11 所示,随取向角角度范围的增大,J 积分值逐渐增大,即材料发生撕裂的可能性逐渐增大。这是由于取向角度范围越小,短纤维越趋于定向分布,短纤维取向角与横向纤维($\alpha=0°$)夹角越小,横向纤维数目越多,而横向纤维对裂纹扩展的阻碍作用更为显著。随着短纤维取向角度范围的增大,横向纤维数量减少,当取向角度范围为 $-90°\sim90°$(即完全随机取向),此时横向纤维数目最少,抗撕裂较弱。

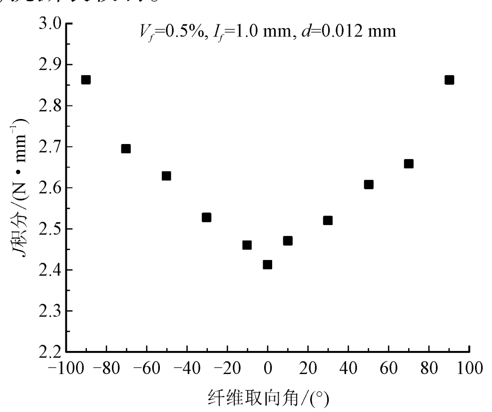


图 10　J 积分随短纤维取向角的变化(高斯分布)

Fig. 10　Fiber orientation angle vs. J integral (Gaussian oriented)

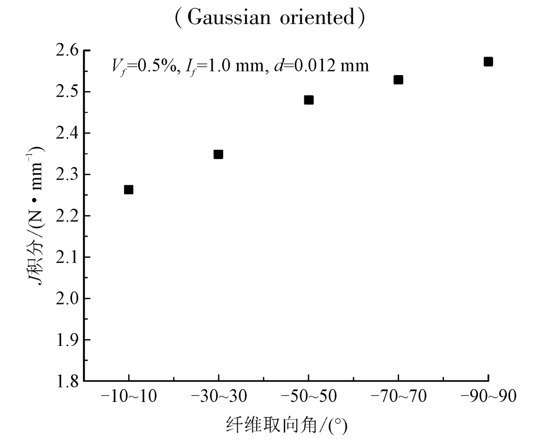
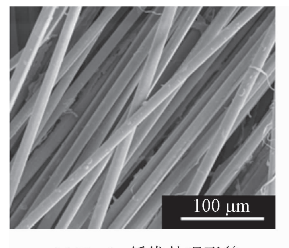


图 11　J 积分随短纤维取向角的变化(随机分布)

Fig. 11　Fiber orientation angle vs. J integral(random oriented)

3.6　实验验证

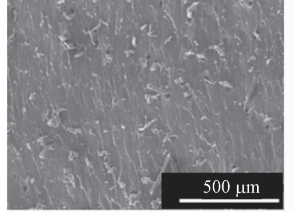
委托某轮胎胶料生产厂家制备试样。采用美国杜邦公司 Kevlar 芳纶短切纤维制备 SFRC 试件,基本配方见表 1。对短纤维外观形貌、试件横断面、纵断面、与厚度方面垂直的截面进行电镜观测。对电镜图像观测并分析可以得出以下结论:①图 12(a)为 Kevlar 纤维的外观形貌,直径大约为 0.012 mm;②图 12(b)和图 12(c)中有不少纤维从面内冒出,而图 12(d)呈现的平面较为光滑,基本无纤维从面内冒出,这说明纤维基本不沿试件的厚度方向取向,这是由于在试片成型过程中,短纤维刚性较大,容易沿胶料流动面内取向。实验中试样选用沿胶料流动方向切割的哑铃型试件(简称 X 试样),在试件中部预制边缘裂纹,采用由团队研发、肯特机械电子有限公司生产的电子拉伸机进行单轴拉伸。



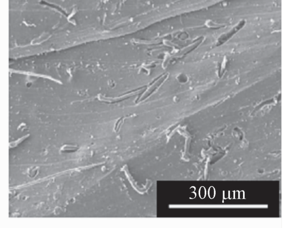
(a) Kevlar纤维外观形貌

500 μm

(b) 试件横断面



(c) 试件纵断面



(d) 与厚度方向垂直的截面

图 12　短纤维外观形貌及试件内部结构电镜观测图

Fig. 12　The SEM of Kevla fiber and the internal structure of specimen

表 1　SFRC 配方

Tab. 1　Ingredient of SFRC

配方成份(每百份橡胶含量)	X 试样
天然橡胶	80
丁苯橡胶 -1502	20
芳纶短切纤维	7
中超耐磨炭黑 N -220	50
其他配合剂	18.4
纤维长度/mm	4
纤维体积分数	0.031 7

在文献[17-19]中已经介绍了准静态裂纹萌生和扩展的阻力的详细测试过程。简而言之,将具有

不同预切割长度的试样以 5 mm/min 的恒定十字头速度拉伸。根据下式计算出在一定位移下具有一定裂纹长度的试样的 J 值。

$$J=-\left(\frac{\partial U}{\partial A}\right)_{\Delta}=-\frac{1}{B}\left(\frac{\partial U}{\partial a}\right)_{\Delta} \tag{5}$$

其中：U 是在一定位移 Δ 下的应变能；A 是断裂表面积；B 和 a 分别是厚度和预切割长度。

具有不同初始裂纹长度单轴拉伸至断裂下相应的载荷-位移曲线如图 13 所示。对于任何给定的裂纹长度，在断裂起始前，通过积分相应的载荷-位移曲线，在不同的位移值下评估能量 U（图 14）。图 15 为在不同位移水平 u 下，断裂试验中的输入能量与裂纹长度的关系，通过对数据进行线性插值，可以得到一系列斜率为 $\mathrm{d}U/\mathrm{d}a|_u$ 的直线，代入式（5）即可得到 J 值，实验结果列于表 2。

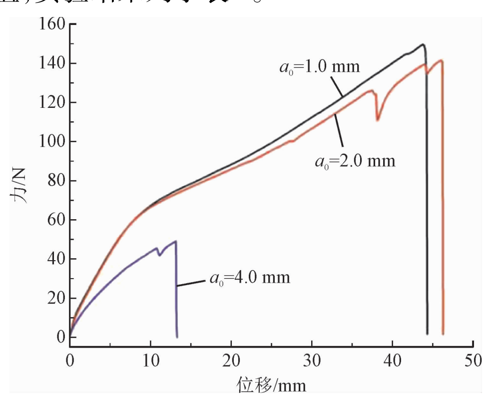


图 13　单轴拉伸至断裂试验的载荷-位移曲线

Fig. 13　Load-displacement curve of uniaxial tensile to fracture test

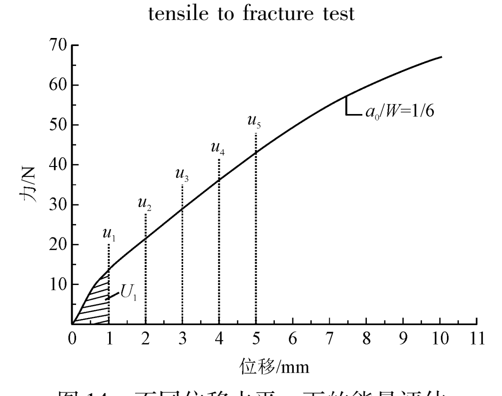


图 14　不同位移水平 u 下的能量评估

Fig. 14　Energy assessment at different displacement levels u

由作者先前工作[20]可知 X 试样中短纤维取向角趋近于高斯分布。采用 $\mu=0°$、$\sigma^2=50$ 建立 $V_f=0.0317$，$l_f=4.0$ mm，$d=0.012$ mm 的高斯分布模型进行 J 积分值计算，数值结果如表 2 所示。可见在小应变下，实验值和仿真值较接近，验证了模型的可靠性。造成误差的原因是数值模拟中未考虑界面缺陷，以及随着纤维的增加，由于纤维柔韧性更容易发生弯曲，在这种情况下基于长直纤维假设得到的数值结果会偏离实验结果。

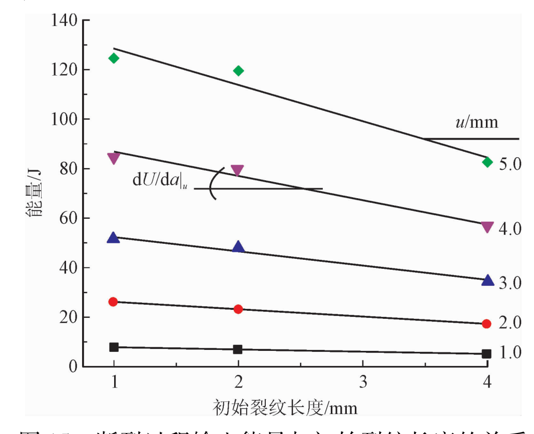


图 15　断裂过程输入能量与初始裂纹长度的关系

Fig. 15　The input energy vs. initial crack length

表 2　J 积分值实验值和仿真值对比

Tab. 2　Comparison of experimental value and simulation value of J integral

位移值/mm	1	2	3	4
实验值/(N · mm^{-1})	0.45	1.49	2.92	4.88
仿真值/(N · mm^{-1})	0.43	1.23	2.82	5.56
相对误差	0.04	0.17	0.03	0.14

4　结　论

本研究采用 ABAQUS 软件计算了 SFRC 随机分布模型沿不同扩展方向的 J 积分，研究了网格数目和积分路径对 J 积分计算结果的影响，分析了复合材料抗撕裂性随短纤维含量、长度、直径变化关系，讨论了取向角对 SFRC 抗撕裂性的影响以及短纤维在某一角度范围内随机取向的 J 积分值随角度范围的变化情况。数值模拟得到 J 积分值与试验结果比较接近，验证了数值模型的合理性和可靠性。得出如下结论。

1）裂纹前缘区域网格尺寸和积分路径对 J 积分的数值计算结果有一定的影响。随着网格尺寸的减小和路径位置与裂尖距离的增大，J 积分值趋于稳定。为了确保结果的精度和可比性，网格划分方式应一致、网格尺寸应足够小、积分路径应远离裂纹尖端以避免其对 J 积分值计算的影响。

2）同一边缘直裂纹（$a_0=6.25$ mm）的 J 积分随拉伸载荷的增大而增大，在相同拉伸应变下，沿初始裂纹方向的 J 积分值随短纤维含量、长度和直径的增大而减小，即橡胶复合材料抗撕裂性能随短纤维

含量、长度和直径的增大而提高。

3)短纤维在橡胶基体中的取向分布会影响橡胶复合材料的抗撕裂性。取向角 α 服从高斯分布(μ, σ^2)情况下,J 积分值随取向角期望值的增大而增大。当取向角均值为0°,J 积分值最小。这是由于取向角为0°的纤维(横向纤维)会阻碍裂纹的扩展,使得绕行路径曲折,而绕行距离越长,消耗能量越多,抗撕裂性越好。

4)当短纤维在一定角度范围内随机取向,取向范围越大,短纤维取向分布越随机。J 积分值随着取向范围的的增大而增大,即短纤维在小角度范围内随机取向(趋于定向取向)的抗撕裂性优于大角度范围内随机取向(趋于随机取向)。

参考文献:

[1] 高剑虹,杨晓翔.基于细观力学的短纤维增强复合材料断裂性能数值研究[J].玻璃钢/复合材料,2017(9):34-39.
GAO Jianhong, YANG Xiaoxiang. Numerical study on the fracture properties of short-fiber reinforced composites based on micro-mechanics[J]. Fiber reinforced plastics/composites,2017(9):34-39 (in Chinese).

[2] CHEN L L, GU B Q. Predicting fatigue damage in interphase of short fiber reinforced rubber composites under transverse load[J]. Polymer composites,2018,39(5):1455-1467.

[3] SHEN M, TOUCHARD F, BEZINE G, et al. Direct numerical simulation of fracture behaviour for random short wood fibre-reinforced composites in comparison with digital image correlation experiments [J]. Journal of thermoplastic composite materials,2015,28(5): 686-704.

[4] KARI S, BERGER H, GABBERT U. Numerical evaluation of effective material properties of randomly distributed short cylindrical fibre composites[J]. Computational materials science,2007,39(1): 198-204.

[5] TSAI J, PATRA A K, WETHERHOLD R. Numerical simulations of fracture-toughness improvement using short shaped head ductile fibers[J]. Composites part A: Applied science and manufacturing, 2003,34(12):1255-1264.

[6] IBÁÑEZ-GUTIÉRREZ F T, CICERO S, CARRASCAL I A, et al. Effect of fibre content and notch radius in the fracture behaviour of short glass fibre reinforced polyamide 6: An approach from the theory of critical distances[J]. Composites part B: Engineering,2016, 94:299-311.

[7] 张志成,郑元锁.短纤维直径对橡胶复合材料性能的影响[J].现代化工,2002,22(3):38-42.
ZHANG Zhicheng, ZHENG Yuansuo. Effects of short fiber diameter on mechanics of rubber composites[J]. Modern chemical industry, 2002,22(3):38-42(in Chinese).

[8] 杨晓翔,王秀荣,刘晓颖.带边缘斜裂纹橡胶板的裂纹扩展研究[J].力学与实践,2010,32(2):55-59.
YANG Xiaoxiang, WANG Xiurong, LIU Xiaoying. Crack propagation in the rubber sheet with oblique edge crack under uniaxial tension [J]. Mechanics in engineering,2010,32(2):55-59(in Chinese).

[9] YANG X X, FU M W, WANG X R, et al. Nonlinear finite element analysis of crack growth at the interface of rubber-like bimaterials [J]. Science China physics, mechanics and astronomy,2011,54 (10):1866.

[10] 桂凯旋,刘方瑜,王刚,等. ZrB_2-SiC-C_{sf}超高温陶瓷复合材料碳纤维损伤抑制研究[J].人工晶体学报,2018,47(2):418-423.
GUI Kaixuan, LIU Fangyu, WANG Gang, et al. Inhibited degradation of carbon fibers in ZrB_2-SiC-C_{sf} ultra-high temperature ceramic composites[J]. Journal of synthetic crystals,2018,47(2):418-423 (in Chinese).

[11] 田达.增韧-定型双功能织物的制备及其复合材料性能研究[D].天津:天津工业大学,2018.

[12] 翁添虎,祖磊,曹东风,等.无纺布增强碳纤维层合板Ⅰ型层间断裂韧性研究[J].玻璃钢/复合材料,2018(6):22-27.
WENG Tianhu, ZU Lei, CAO Dongfeng, et al. Mode-Ⅰ interlaminar fracture toughness of carbon fiber laminates by non-woven interleaf veils[J]. Fiber reinforced plastics/composites,2018(6):22-27(in Chinese).

[13] 史守峡,刘建百.有限元分析平面应力非线性橡胶材料的J积分[J].哈尔滨工程大学学报,1998,19(4):7-12.
SHI Shouxia, LIU Jianbai. Calculation of J - integral for plane stress rubber materials I mode crack by using Gao's energy function[J]. Journal of Harbin Engineering University,1998,19(4):7-12(in Chinese).

[14] GAO J H, YANG X X, HUANG L H. Numerical prediction of mechanical properties of rubber composites reinforced by aramid fiber under large deformation[J]. Composite structures,2018,201: 29-37.

[15] 张立群,周彦豪,李东红,等.尼龙和聚酯短纤维用量对其与天然橡胶和氯丁橡胶复合材料性能的影响[J].橡胶工业,1994,41(5):267-274.
ZHANG Liqun, ZHOU Yanhao, LI Donghong, et al. Influence of loading level of nylon and PET short fibres on physical properties of nylon-NR and PET-CR composites[J]. China rubber industry, 1994,41(5):267-274(in Chinese).

[16] JIANG B, LIU C, ZHANG C, et al. The effect of non-symmetric distribution of fiber orientation and aspect ratio on elastic properties of composites[J]. Composites part B: Engineering,2007,38(1):24-34.

[17] DONG B, LIU C, LU Y L, et al. Synergistic effects of carbon nanotubes and carbon black on the fracture and fatigue resistance of natural rubber composites[J]. Journal of applied polymer science, 2015,132(25):42075.

[18] DONG B, LIU C, WU Y P. Fracture and fatigue of silica/carbon black/natural rubber composites[J]. Polymer testing,2014,38:40-45.

[19] RAMORINO G, AGNELLI S, DE SANTIS R, et al. Investigation of fracture resistance of natural rubber/clay nanocomposites by J-testing[J]. Engineering fracture mechanics,2010,77(10):1527-1536.

[20] GAO J H, JIAO F X, ZHANG H J, et al. Meso research on the fiber orientation distribution of aramid fiber-reinforced rubber composite [J]. Polymers for advanced technologies,2020,31(12):3281-3291.

(编辑 史淑英)